

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

08.12.2004

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日 2003年12月 1日
Date of Application:

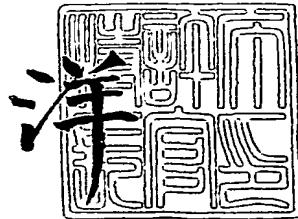
出願番号 特願2003-401831
Application Number:
[ST. 10/C]: [JP2003-401831]

出願人 株式会社神戸製鋼所
Applicant(s):

2005年 1月 20日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

小川



BEST AVAILABLE COPY

出証番号 出証特2004-3122992

【書類名】 特許願
【整理番号】 15PK5623
【提出日】 平成15年12月 1日
【あて先】 特許庁長官殿
【国際特許分類】
 C22C 38/00
 C22C 38/60
 C21D 8/06
 C21D 9/52

【発明者】
【住所又は居所】 兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所
 神戸総合技術研究所内
【氏名】 家口 浩

【発明者】
【住所又は居所】 兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所
 神戸総合技術研究所内
【氏名】 坂本 浩一

【発明者】
【住所又は居所】 兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所
 神戸総合技術研究所内
【氏名】 杉村 朋子

【発明者】
【住所又は居所】 兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸製鋼所 神戸製
 鋼所内
【氏名】 阿南 吾郎

【特許出願人】
【識別番号】 000001199
【氏名又は名称】 株式会社神戸製鋼所

【代理人】
【識別番号】 100089196
【弁理士】
【氏名又は名称】 梶 良之

【選任した代理人】
【識別番号】 100104226
【弁理士】
【氏名又は名称】 須原 誠

【手数料の表示】
【予納台帳番号】 014731
【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】
【物件名】 特許請求の範囲 1
【物件名】 明細書 1
【物件名】 図面 1
【物件名】 要約書 1
【包括委任状番号】 0103969
【包括委任状番号】 0000795

【書類名】特許請求の範囲**【請求項1】**

質量%で、C:0.02~0.12%、Si:0.01%以下、Mn:1.0~2.0%、P:0.05~0.20%、S:0.30~0.60%、N:0.007~0.03%、を含み、かつ、MnとSの含有量が、Mn*S:0.40~1.2、Mn/S \geq 3.0の関係を各々を満たし、残部Feおよび不可避的不純物からなり、金属組織がフェライト・パーライト組織からなる鋼材であって、この鋼材の直径をd(mm)とするとき、鋼材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 * \log d$ 以上であり、かつ、前記金属組織における初析フェライトの硬度がHV133~150であることを特徴とする、仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材。

【請求項2】

前記鋼材が、Cr:0.04%以下、およびTi、Nb、V、Al、Zrを総量で0.020%以下に規制した請求項1記載の仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材。

【請求項3】

前記鋼材が、更に、Cu:0.30%超、1.0%以下、Ni:0.20%超、1.0%以下の1種または2種を含有する請求項1または2に記載の仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材。

【請求項4】

請求項1から3に記載の成分を有する鋼を鋳造する際、鋳造前の溶鋼中のフリー酸素(O_f)を30ppm以上、100ppm未満とするとともに、O_fとSとの比O_f/Sを0.005~0.030と制御することを特徴とする仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材の製造方法。

【書類名】明細書

【発明の名称】仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材およびその製造方法

【技術分野】

【0001】

本発明は、Pbを含有することなく、被削性に優れた低炭素硫黄系快削鋼材およびその製造方法に関する。なお、ここで記載する鋼材とは、熱間圧延した鋼線材、鋼棒だけでなく、その後に冷間加工を施した鋼線材、鋼棒をも含む。

【背景技術】

【0002】

機械的性質をあまり重視せずに、被削性を重視した部品類で、切削によって多量に製作される主に小物部品であるネジ類、ニップル類などには、Sを多量に添加した低炭素硫黄系快削鋼が用いられる。更に優れた被削性を有する快削鋼として、Sに加えてPbを含有する複合快削鋼も広く使用されている。しかし、Pbは健康を害する有害物質であるので、快削鋼中のPb使用量の削減が要望されている。Teも使用されることがあるが、毒性が有ると同時に熱間加工性を阻害するので、低減が求められている。

【0003】

低炭素硫黄系快削鋼の被削性向上の検討は、これまで多くなされてきた。その多くは硫化物系介在物の数、サイズ、形態の制御に関するものである（特許文献1、2、3、4、5、6参照）。

【特許文献1】特許1605766号公報

【特許文献2】特許1907099号公報

【特許文献3】特許2129869号公報

【特許文献4】特開平9-157791号公報

【特許文献5】特開平11-293391号公報

【特許文献6】特開2003-253390号公報

【0004】

また、硫化物系介在物のサイズ、形態の制御には、鋼材中の酸素量が重要であることが指摘されている（特許文献7参照）。そして、出鋼前の溶鋼中の酸素量の制御が重要であることも指摘されている（特許文献8参照）。

【特許文献7】特開平9-31522号公報

【特許文献8】特開昭56-105460号公報

【0005】

更に、酸化物系介在物を規定したものも多数ある（特許文献9、10、11、12、13参照）。

【特許文献9】特許1605766号公報

【特許文献10】特許1907099号（特公平4-54736号）公報

【特許文献11】特許2922105号公報

【特許文献12】特開平9-71838号公報

【特許文献13】特開平10-158781号公報

【0006】

一方、介在物以外の組織・特性（マトリックス特性）も被削性に重要な影響を及ぼすが、これらに着目した技術は少ない。例えば、圧延方向に連続した縞状パーライト組織を規定したもの（特許文献14参照）や、初析フェライト中の固溶C量を規定しているもの（特許文献15参照）がある程度である。

【特許文献14】特許2125814号（特公平1-11069号）公報

【特許文献15】特許2740982号公報 また、低炭素基本鋼、S: 0.16~0.5wt%、N: 0.003~0.03wt%、酸素: 100ppm以上300ppm以下を含有し、Nを従来の連続鋳造法による快削鋼よりも多く含有させることにより、切削中に工具面に生成する構成刃先量を抑制することができ、被削性を造塊材と同等以上にした例もある（特許文献16参照）。

【特許文献16】特許2129869号（特公平8-949号）公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

上記各公報に開示された各技術は、快削鋼の被削性の向上に重要なものであるが、特に、フォーミング加工における仕上面粗さの点で、未だ十分な被削性が得られていない。

【0008】

例えば、前記特許文献8に開示の技術においては、鋼中の介在物について、長径 $5\text{ }\mu\text{m}$ 以上、短径 $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上、長径／短径比が5以下のMnSを全MnS系介在物の50%以上で、酸化物系介在物中のAl₂O₃の含有率を平均15%以下と規定している。しかし、Pb、BiおよびTeの合計量を0.2%以上含有することを必須としており、これらの元素の添加なくしては十分な被削性が得られていない。

【0009】

また、前記特許文献7や8にしても、硫化物系介在物のサイズ、形態の制御のために、鋼材や溶鋼中の酸素量を制御しているものの、実際の酸素量は100~500ppmレベルと高い。このような高い酸素レベルでは、被削性に有害な酸化物系介在物の発生が多くなるだけでなく、表面疵発生の原因となるプローホールの生成も起こりやすくなる。

【0010】

本発明は、かかる問題に鑑みなされたもので、毒性のあるPbや、Bi、Teなどの特殊元素を添加しない場合であっても、特に仕上面粗さが優れた被削性を有する低炭素硫黄系快削鋼材およびその好適な製造方法を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0011】

この目的を達成するために、本発明の仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材の要旨は、質量%で、C:0.02~0.12%、Si:0.01%以下、Mn:1.0~2.0%、P:0.05~0.20%、S:0.30~0.60%、N:0.007~0.03%、を含み、かつ、MnとSの含有量が、Mn*S:0.40~1.2、Mn/S≥3.0の関係を各々を満たし、残部Feおよび不可避的不純物からなり、金属組織がフェライト・パラライト組織からなる鋼材であって、この鋼材の直径をd(mm)とするとき、鋼材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 * \log d$ 以上であり、かつ、前記金属組織における初析フェライトの硬度がHV133~150とすることである。

【0012】

また、この仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材の好適な製造方法の要旨は、上記成分を有する鋼を鋳造する際、鋳造前の溶鋼中のフリー酸素(OF)を30ppm以上、100ppm未満とともに、OFとSとの比OF/Sを0.005~0.030と制御することである。

【発明の効果】

【0013】

快削鋼材の仕上面粗さは、構成刃先の生成、大きさ、形状および均一性に大きく依存する。構成刃先は、被削材の一部が工具面上に付着し、あたかも、工具の一部として振る舞う現象であり、被削材の特に初期の仕上面粗さを低下させる。この構成刃先は、ある一定条件でのみしか生成しないが、一般的に、業界における快削鋼材の切削条件は、構成刃先が生成する上記条件であることが多い。

【0014】

しかし、一方では、構成刃先は、工具の刃先を保護して、工具寿命を向上させる効果もある。したがって、総合的に見て、構成刃先を無くす（生成を抑制する）ことは得策ではなく、構成刃先を安定的に生成させ、大きさや形状を均一化させることが重要となる。

【0015】

このため、本発明では、MnS介在物の大型球状化、固溶Nの増大によって、構成刃先を安定的に生成させるとともに、大きさや形状を均一化させる。そして更に、前記フェラ

イト・パーライト複合組織からなる鋼の金属組織における初析フェライトの硬度を制御して、構成刃先を安定的に生成させるとともに、大きさや形状を均一化させることができることが大きな特徴である。これらによって、特に、フォーミング加工における仕上面粗さを向上させることができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0016】

(鋼材組織)

本発明の低炭素硫黄系快削鋼材は、被削性を向上させるために、前提として、フェライトとパーライトとの複合組織とする。その上で、特に、フォーミング加工における仕上面粗さを向上させるために、この複合金属組織における初析フェライトの硬度をHV133～150の範囲、好ましくはHV135～145の範囲、に制御する。

【0017】

これによって、切削加工における、快削鋼材の被削中の加工硬化を小さくして、構成刃先を安定的に生成させ、大きさや形状を均一化させて、特に、フォーミング加工における仕上面粗さを向上させることができる。構成刃先の安定性に影響する要因として、快削鋼材の被削中における加工硬化の影響が大きい。そして、被削中におけるこの加工硬化の量を小さくすれば、構成刃先を安定的に生成させることができる。したがって、上記初析フェライトの硬度規定は、被削中における快削鋼材の加工硬化の量を小さくする、あるいは加工硬化の量を最適範囲に小さくする規定と言える。

【0018】

初析フェライトの硬度がHV150、より厳しくはHV145を超えた場合、快削鋼材の加工硬化の量も小さくなるが、初析フェライトが硬くなり過ぎ、切削抵抗が高くなり、工具の磨耗を促進する。この結果、工具寿命とともに、仕上面粗さも低下する。

【0019】

一方、初析フェライトの硬度がHV133、より厳しくはHV135未満であれば、初析フェライトが柔らかくなり過ぎ、快削鋼材の被削中における加工硬化が著しく大きくなる。この結果、構成刃先の生成が不安定になり、大きさや形状が不均一になって、仕上面粗さが著しく低下する。

【0020】

この初析フェライトの硬度制御によって、切削加工前に施される、冷間引き抜きや冷間伸線の減面率を下げても、言い換えると、これらの冷間加工の加工率によらず、同一の被削性が得られる利点もある。従来のこれらの冷間加工は、快削鋼材の形状や寸法精度の向上のために行なわれるが、被削性向上のためにも行なわれる。ただ、この被削性向上のためには、ある程度大きな減面率が必要であり、これが、本来の冷間加工の目的である形状や寸法精度を、逆に阻害する面もあり、冷間加工の作業性や効率も低下させていた。したがって、本発明によって、本来の冷間加工の目的である形状や寸法精度向上のためにのみ冷間加工を実施することができる、あるいは、冷間加工の減面率によらず同一の被削性が得られる利点は大きい。

【0021】

初析フェライトの硬度測定は、試料の金属組織をエッチングで出した後に、荷重が5kg以下の市販の微小なビッカース硬さ計を用いて、鋼組織の内の初析フェライトの部分だけの硬度を計測して行なうことができる。ただ、この際、鋼材微小部分の測定となるので、鋼材全体のばらつきを考慮して、鋼材の長さ方向や、径(厚み)方向に、合計15箇所程度の複数箇所の測定を行ない、その平均を初析フェライトの硬度とする。この測定箇所は15箇所以上でも勿論良い。また、微小な初析フェライト部分の測定となるので、測定データの中に、測定データのレベルから考慮して、特に硬度が極端に高い、あるいは極端に低い硬度値が出る可能性もある。このような場合は、それらの値を除外して平均値化することが好ましい。

【0022】

初析フェライトの硬度制御は、後述するP、N、あるいは更にCu、Niなどの特定元

素の組み合わせによる固溶強化、そして、後述する熱間圧延温度、熱間圧延後の冷却速度などの製造条件との組み合わせて行なう。通常、固溶強化元素としては、上記元素の他に、Si、Mn、Crなどがあるが、本発明では、各々後述する理由で、これらの元素は使用しない。

【0023】

(鋼材の組成)

本発明の低炭素硫黄系快削鋼材の組成（単位：質量%）について、各元素の限定理由を含めて、以下に説明する。

【0024】

本発明快削鋼材は、前記した通り、機械的性質をあまり重視せずに、被削性を重視した部品類で、切削によって多量に製作される、主に小物部品であるネジ類、ニップル類などを適用対象とする。ただ、これら適用対象（用途）に要求される被削性以外の、ある程度の強度などの特性や、線材や棒鋼などの鋼材製造時の加工性などを具備することが必要である。また、この鋼材製造において、後述する製造条件と合わせて、前記フェライト・パーライト複合組織とするためにも、化学成分組成は重要となる。

【0025】

したがって、本発明鋼材の基本的な化学成分組成は、上記組織条件や諸特性を具備するために、質量%で、C: 0.02~0.12%、Si: 0.01%以下、Mn: 1.0~2.0%、P: 0.05~0.20%、S: 0.30~0.60%、N: 0.007~0.03%を含み、かつ、MnとSの含有量が、 $Mn \times S (=Mn \times S) : 0.40 \sim 1.2$ 、 $Mn/S \geq 3.0$ の関係を各々を満たし、残部Feおよび不可避的不純物からなるものとする。

【0026】

そして、必要により、上記成分組成において、更に、不純物として規制すべき元素として、Cr: 0.04%以下、およびTi、Nb、V、Al、Zrを総量で0.020%以下に規制する。

【0027】

また、必要により、上記成分組成に、更に、Cu: 0.30%超、1.0%以下、Ni: 0.20%超、1.0%以下の1種または2種を選択的に含有させる。

【0028】

C: 0.02~0.12%。

Cは、鋼の強度を確保し、前記初析フェライトの硬度を確保するために含有するが、0.02%未満では鋼の強度や前記初析フェライトの硬度が不足する。と同時に、韌性・延性が過剰となり、被削性も低下する。一方、0.12%を超えると、強度や前記初析フェライトの硬度が過度に高くなり、被削性が却って低下する。このため、Cの下限を0.02%、好ましくは0.03%とし、その上限を0.12%、好ましくは0.07%とする。

。

【0029】

Mn: 1.0~2.0%。

Mnは鋼中のSと結合してMnSの硫化物を形成し、被削性を向上させる。また、Fe-S生成による赤熱脆性を抑制する。これらの効果を發揮させるために、Mnの下限を1.0%とする。しかし、Mnは脱酸効果があるため、2.0%を超えて含有した場合、铸造O_f量を不足させ前後の溶鋼中のフリー酸素(O_f)を脱酸し、MnSの大型球状化に必要なO_f量を不足させる。また、強度が過剰に上昇し、却って被削性が低下する。したがって、Mnの上限を2.0%とし、更に、後述するSとの関係で、更に含有量を規定して、上記脱酸効果を發揮させないようにして、専らMnSの硫化物形成に寄与させるようにする。

【0030】

P: 0.05~0.20%。

Pは、固溶強化によって、初析フェライトの硬度をHV133~150の範囲に制御し、被削性を向上させるために重要な元素である。即ち、本発明では、Pの固溶強化と後述

するNの固溶強化、あるいは選択的に含有するCu、Niの固溶強化との組み合わせによって、後述する熱間圧延温度、熱間圧延後の冷却速度などを組み合わせて行なうことで、初析フェライトの硬度を上記範囲に制御できる。この効果を發揮させるためには、Pの0.05%以上の含有が必要である。一方、Pを0.20%を超えて含有しても効果は飽和するので、0.20%を上限とする。

【0031】

S: 0.30~0.60%。

SはMnと硫化物を形成して被削性を向上させる元素であり、0.15%未満ではかかる効果が過少である。一方、0.50%を超えて含有すると熱間加工性の低下が懸念される。このため、下限を0.15%、好ましくは0.25%とし、一方その上限を0.50%、好ましくは0.45%とする。

【0032】

このSは、Mnとの関係で、MnとSの含有量が、 $Mn * S (=Mn \times S) : 0.40 \sim 1.2, Mn/S \geq 3.0$ の関係を各々を満たすようにする。図1に、本発明におけるMnとSとの含有量の関係を示す。図1において、横軸はMn含有量(%)、縦軸はSの含有量(%)であって、左下から右上に立ち上がる直線が $Mn/S = 3.0$ の Mn/S の含有量(%)であって、左下から右上に立ち上がる複数の曲線が各々 $Mn * S$ を示す。 $Mn * S$ の曲線は下限を、右下から左上に立ち上がる複数の曲線が各々 $Mn * S = 0.40, Mn * S = 0.45, Mn * S = 0.5, Mn * S = 0.8, Mn * S = 1.0, Mn * S = 1.2$ の曲線を各々示す。

【0033】

図1において、 $Mn/S \geq 3.0$ の関係は、 $Mn/S = 3.0$ の直線よりも下側の領域を示す。また、 $Mn * S$ が0.40以上の領域は、 $Mn * S = 0.40$ の曲線の上側領域、 $Mn * S$ が1.2以下の領域は、 $Mn * S = 1.2$ 曲線の下側領域を各々示す。したがって、本発明において、MnとSの含有量が、各々の含有量範囲と、 $Mn * S : 0.40 \sim 1.2, Mn/S \geq 3.0$ の関係を全て満たす範囲とは、斜線内で示す範囲である。ここで、前記 $Mn * S = 0.45$ と $Mn * S = 0.5$ は各々好ましい乃至より好ましい $Mn * S$ の下限を示し、 $Mn * S = 1.0$ と $Mn * S = 0.8$ は各々好ましい乃至より好ましい $Mn * S$ の上限を示す。

【0034】

MnとSの含有量が、 $Mn * S : 0.40 \sim 1.2$ の範囲、好ましくは0.45~1.0、より好ましくは0.5~0.8を、各上限を超えて外れた場合、S量が多くなりすぎ、MnSの形態制御に必要なフリー酸素量が減少する。このため被削性が低下する。一方、前記各下限未満に外れた場合、MnSの絶対量が減って被削性が低下するか、あるいは、フリー酸素量が増加して、プローホール生成の危険性が増す。

【0035】

Mn/S が3.0未満であれば、FeSが生成して、熱間圧延などの加工性が低下して、鋼材の製造自体が困難となる。

【0036】

Si: 0.01%以下。

Siは脱酸効果があるため、铸造前の溶鋼中のフリー酸素(O_f)を脱酸し、MnSの大型球状化に必要なO_f量を不足させる。この影響は、Siを0.01%を超えて含有すると顕著であり、また、0.01%を超えて含有すると硬質の酸化物が生成し、被削性が極端に低下するようになる。このため、Siは0.01%以下に止める。

【0037】

N: 0.002~0.02%。

Nは、前記Pと同様、固溶強化によって、初析フェライトの硬度をHV133~150の範囲に制御するために重要な元素である。また、Nは、固溶強化によって、鋼材の動的範囲に制御するために重要な元素である。また、Nは、固溶強化によって、鋼材の動的歪時効は歪時効を顕著にし、構成刃先生成を安定化させる重要な効果もある。鋼材の動的歪時効は歪時効を顕著にし、構成刃先生成を安定化させる効果があり、鋼材の動的歪時効が顕著になれば、構成刃先生成が安定的に生成し、大きさや形状が均一化する。更に、Nは、被削性、特に表面粗さを改

善する効果がある。

[0038]

【0038】
これらの効果を發揮するためには、Nを0.002%以上含有させが必要であり、0.002%未満ではこれらの効果が過少である。一方、Nを0.02%を超えて含有しても、初析フェライトの硬度が高くなり過ぎたり、熱間圧延などの加工性が低下する。このため、Nは、下限を0.002%、上限を0.02%とする。

[0039]

酸素。

酸素。

本発明では、上記成分を有する鋼を铸造する際には、铸造前の溶鋼中のフリー酸素 (O_f) を 30 ppm 以上、 100 ppm 未満とするとともに、 O_f と Sとの比 O_f/S を $0.005 \sim 0.030$ と制御する。本発明で言う MnS には、MnS に代表される S を主とした化合物のほか、酸素が固溶される、あるいは酸化物と複合化した MnS も含まれる。したがって、MnS に固溶するか複合化する酸素は、MnS のサイズや形態に大きな影響を及ぼす。そして、これらの MnS は铸造前の溶鋼中で生成する。この点、酸素量は、製品鋼材の段階で規定しても意味はなく、铸造前の溶鋼中の段階で、かつ、フリー酸素の量で制御する必要がある。即ち、MnS の形態は、铸造前の溶鋼中の O_f 量で定まり、铸造前の溶鋼中の O_f を上記範囲とすることで、MnS を大型球状化でき、被削性が向上する。

[0 0 4 0]

【0040】 鋳造前の溶鋼中のO_fが30ppm未満およびO_f/Sが0.005未満では、MnSを大型球状化できず、被削性が向上しない。一方、鋳造前の溶鋼中のO_fが100ppmを超える、およびO_f/Sが0.030を超えた場合には、O_fが増して、プローホール生成の危険性が増す。

[0041]

この溶鋼中のO_fの制御は、MnS量の制御、AlやSiなどの強脱酸元素量の制御、スラグカバーの組成制御、あるいはFeOの強制添加後平衡状態に達する前に铸造する、などの手段を適宜選択あるいは組み合わせて行なう。

[00421]

この溶鋼中のO_fの測定は、酸素濃淡電池と温度センサーである熱電対から構成される
、市販の浸漬式消耗型の溶鋼酸素センサーを用いて、起電力を測定し、演算器で酸素濃度
に換算してフリー酸素を測定する。これら起電力の測定および演算には、YAMARI-ELECTRO
NITE CO LTD HY-OP DIGITAL INDICATOR MODEL を用いた。

E. CO., INC.
[0043]

$C_{\text{Nb}} \approx 17\% T$; Nb, V, Al, Zr.

CrおよびTi、Nb、V、Al、Zrは、被削性に有効な、前記固溶Nを固着して窒化物を生成してしまう。したがって、これらの元素は固溶Nの量を減少させて、被削性を低下させる。Crを0.04%を超えて含有した場合や、Ti、Nb、V、Al、Zrを総量で0.020%を超えて含有した場合に、特にその悪影響は顕著となる。したがって、本発明ではこれらの元素をできるだけ少なくすることが好ましい。このために、Crを好ましくは0.04%以下、より好ましくは0.02%以下に規制する。また、Ti、Nb、V、Al、Zrを、これらの元素の総量で、好ましくは0.020%以下、より好ましくは0.015%以下、更により好ましくは0.010%以下に規制する。

[0044]

Gu Ni

【0045】

MnSの形態。

次に、鋼材中のMnS（硫化物系介在物）の形態について詳細に説明する。MnSの量、分布は、上記した通り、組成、溶解・铸造条件によってほぼ決まるが、その形態は铸造、熱間圧延、熱間鍛造の工程でも変化する。MnSの形態が大型の球形であるほど、圧後の熱間圧延、熱間鍛造の工程でも変化する。MnSの形態が大型の球形であるほど、圧延、鍛造時に伸展しにくく、加工後においても大きな幅の形態を備える。MnSの幅は、熱間圧延された鋼材あるいはその後に伸線などの冷間加工した鋼材においても被削性に大きな影響を与え、一般的には幅が大きいほど被削性は向上する。もっとも、鋼材の径によき影響を与える、同じ体積、個数、形態（幅）のMnSが鋼材って必要とされる平均幅は異なる。例えば、同じ体積、個数、形態（幅）のMnSが鋼材中に存在する場合には、径が小さい方が被削性は良好であり、径が大きいほど被削性は低下する。ここで形態に着目すれば、径が大きくとも、十分な幅のMnSとすることによって、被削性を改善することができる。

【0046】

被削性に及ぼすMnSの平均幅と鋼材の径（直径）との関係において、必要となる平均幅は、鋼材の直径をd（圧延後の線材、棒鋼）としたとき、 $2.8 * \log d$ ($= 2.8 \times \log d$) 以上であることとする。MnSの最大幅がこれ未満であると、被削性が低下する。

【0047】

前記した通り、本発明で言うMnSには、MnSに代表されるSを主とした化合物のほか、酸素が固溶される、あるいは酸化物と複合化したMnSも含まれる。これら硫化物も被削性改善において同効である。個々のMnSの最大幅は、100倍の倍率での光学顕微鏡観察結果を画像解析することによって求めるが、観察位置は重要であり、以下の領域を観察する。被削性に最も重要な部分は、鋼材外周表面から深さ0.1mmの位置から深さd／8までの領域であるので、この領域を観察する。観察に際しては圧延方向と平行な面で、測定領域面積は 6 mm^2 以上とする。また、鋼材外周表面を研磨のままで観察すればよく、鋼材外周表面のエッティングを行う必要はない。なお、長径 $1\mu\text{m}$ 未満のMnSは除外し、最大幅の測定解析を行う。これは、長径 $1\mu\text{m}$ 未満のMnSは測定誤差が大きいことと、被削性への影響が小さいためである。

【0048】

なお、前記特許文献10には、MnSの規定要素の一つとして短径 $2\mu\text{m}$ 以上と規定されているが、鋼材の直径の大小に関わらず、同一の規定とすると、鋼材径が大きい場合は、MnSの最大幅も大きくしないと被削性向上効果が望めない。

【0049】

（製造方法）

本発明鋼材の好ましい製造条件について以下に説明する。

【0050】

先ず、本発明では、上記成分を有する鋼を溶製、铸造する際には、MnSを大型球状化させ、被削性を向上させるために、前記した通り、铸造前の溶鋼中のフリー酸素（O_f）を30ppm以上、100ppm未満とともに、O_fとSとの比O_f/Sを0.05～0.030と制御する。

【0051】

次に、鋼片（铸片）の熱間圧延の際に、前記したMnSの最大幅の制御のためには、熱間圧延の際の鋼片加熱温度を、少なくとも1000℃以上とすることが好ましく、より好ましくは1040℃以上にするのがよい。この鋼片の加熱温度はビレットが加熱炉を出た段階で測定される。

【0052】

また、本発明の低炭素硫黄系快削鋼材を、被削性向上のために、フェライトとパーライトとの複合組織とし、その上で、初析フェライトの硬度をHV133～150の範囲に制御するためには、その後の熱間圧延温度を、フェライト域、あるいは、フェライト・オーステナイト域とする。また、この条件で圧延した場合、熱間圧延におけるMnSの伸展を

抑制し、MnSの平均幅を大きくすることができる。

【0053】

そして、初析フェライトの硬度をHV133～150の範囲に制御するためには、熱間圧延後の冷却速度の制御が重要である。熱間圧延後のステルモアラインの衝風冷却や、水冷、ミストなどの加速冷却は、初析フェライトの硬度を増すために有効である。ただ、本発明では、更に、フェライト変態直後からの冷却速度を早めることで、基本的な組織形態である、フェライトとパーライトとの複合組織を変化させずに、初析フェライトの硬度のみを上昇させることができる。

【0054】

この熱間圧延後の冷却速度について、熱間圧延した鋼線材をステルモアラインで冷却する際に、ステルモアラインに実質的に載置した直後から少なくとも500℃までの平均冷却速度V(℃/s)を1.0℃/s以上で風冷することが好ましい。「実質時に載置」とは、風冷設備がある最初の個所での載置を意味する。ステルモアコンペアにて冷却される場合の線材の冷却速度は、厳密には線材コイルの疎部と密部によって異なるが、これらの冷却速度の平均の冷却速度を意味する。

【0055】

熱間圧延後の線材や棒鋼は、必要により、伸線や引き抜きなどの冷間加工を施されたのち、機械加工を含めて、製品とされる。

【実施例1】

【0056】

以下に本発明の実施例を説明する。実施例1として、上記した成分組成、熱間圧延条件を種々変えた鋼線を実機にて得て、この鋼線の被削性などを各々評価した。

【0057】

即ち、下記表1、2(表2は表1の続き)に示す1～14の各組成の低炭素鋼片を鋳造凝固時の冷却速度を20℃/Sとして溶製した。表2には、鋳造前の溶鋼中の、O_f量とO_f/Sの値も示す。

【0058】

そして、下記表3に示す条件で、これらの鋼片を加熱、熱間圧延して、鋼線材を製造し、表3に示す各線径の鋼線を得た。なお、表3に示す圧延後の冷却速度は、圧延パターンCの場合を除き、仕上げ圧延後、ステルモアコンペア上に鋼線材が載置されてから衝風冷却を開始して、500℃まで冷却した場合の、平均冷却速度を示す。表3に*印で示す圧延パターンCの場合は、600℃までを平均冷却速度0.8℃/sで冷却後、600℃以下を2.5℃/sで加速冷却したものである。これら熱間圧延後の冷却速度は、コイル状線材のリングピッチの制御や、徐冷カバーの使用、風冷の際の風量、風向き、などを組み合わせて、適宜制御した。

【0059】

以上の製造された鋼線材のMnSの平均幅と、MnSの平均幅の鋼材の径(直径d)との関係(2.8*log d)、初析フェライトの硬度(HV)を表3に示す。これらは各々前記した方法で測定した。また、製造された鋼線材の組織観察を行なったところ、全てフェライト・パーライト組織であった。

【0060】

また、製造された鋼線材の被削性試験を行った。被削性試験は、スケールを切削あるいはセンターレスグラインディングなどで除去した線材を、その軸心回りに回転自在に自動旋盤に固定し、この線材に対してハイス工具(SK H4)を垂直に送り込んでフォーミングした後、切削後の仕上げ面粗さを測定した。フォーミングの条件は、切削速度92m/min、工具送り速度0.03mm/rev、切り込み1.0mmとした。なお、仕上げ面粗さは、JIS B0601に規定された表面粗さ測定法により測定した際の中心線平均粗さR_a(μm)とした。

【0061】

表1～3から明らかな通り、発明例2～11、14の鋼線材は、各々表1の鋼2～3、

6が本発明化学成分組成範囲内からなり、かつ、MnとSの含有量が、 $Mn * S : 0.4$ 0~1.2、 $Mn/S \geq 3.0$ の関係を各々を満たしている。また、铸造前の溶鋼中のO_fが30 ppm以上、100 ppm未満の範囲、O_f/Sが0.005~0.030の範囲に制御されている。そして、圧延条件も各々前記した好ましい範囲内である。

【0062】

この結果、鋼線材中の硫化物系介在物の平均幅 (μm) が $2.8 * \log d$ 以上であり、かつ、金属組織における初析フェライトの硬度がHV133~150の範囲である。このため、仕上面粗さRaが33.6 μm 以下 (27.9~33.6 μm) である。この仕上面粗さは、同様に、硫化物系介在物の数、サイズ、形態を制御した、前記特許文献6の仕上面粗さ例、34.8~40.3 μm に比しても、優れていることが分かる。

【0063】

これに対して、各比較例1、12、15、19~22は、仕上面粗さRaが37.5~48.2 μm レベルであり、発明例に比して、著しく被削性が劣る。また、比較例13、16~18は、圧延時に割れが発生したため、鋼線材自体が得られなかった。

【0064】

例えば、比較例1は、表1の鋼1の、Mn*Sが下限0.40を低めに外れている。比較例12は、表2の鋼4の、铸造前の溶鋼中のO_fが下限30 ppm未満と低めに外れ、O_f/Sも下限0.005未満と低めに外れている。このため、MnSの平均幅 (μm) が $2.8 * \log d$ 未満と低めに外れている。

比較例15は、表2の鋼7の、铸造前の溶鋼中のO_fが下限30 ppm未満と低めに外れている。このため、MnSの平均幅 (μm) が $2.8 * \log d$ 未満と低めに外れている。

比較例19は、表1の鋼11のMn量が2.2%と上限2.0%を超えて高過ぎる。また、表2の鋼11の、铸造前の溶鋼中のO_fやO_f/Sも下限より低めに外れている。

比較例20は、表1の鋼12のS量が0.28%と下限0.3%未満と低めに外れている。このため、MnSの平均幅 (μm) が $2.8 * \log d$ 未満と低めに外れている。

比較例21、22は、表1の鋼13、14のN量が下限0.007%未満に低めに外れている。このため、初析フェライトの硬度がHV133未満と低めに外れている。

【0065】

以上の結果から、本発明要件の臨界的な意義が分かる。

【0066】

【表1】

No	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Ni	Ti	Al	V	Nb	Zr	Ti、Al V、Nb Zr総量
1	0.05	0.005	1.2	0.08	0.33	0.008	0.03	0.05	0.02	0.001	0.001	0.006	0.001	0.001	0.010
2	0.04	0.005	1.5	0.07	0.4	0.008	0.02	0.03	0.01	0.001	0.001	0.003	0.001	0.001	0.007
3	0.06	0.005	1.8	0.08	0.5	0.011	0.03	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008
4	0.07	0.005	1.9	0.08	0.55	0.008	0.03	0.03	0.01	0.001	0.001	0.003	0.001	0.001	0.007
5	0.08	0.005	1.3	0.07	0.45	0.007	0.04	0.04	0.02	0.002	0.001	0.002	0.001	0.001	0.007
6	0.05	0.006	1.5	0.07	0.4	0.009	0.03	0.03	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008
7	0.04	0.005	1.8	0.08	0.55	0.015	0.02	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.009
8	0.06	0.005	1.1	0.08	0.38	0.014	0.01	0.03	0.02	0.002	0.001	0.004	0.001	0.001	0.008
9	0.08	0.005	1.5	0.08	0.52	0.009	0.02	0.03	0.01	0.001	0.001	0.003	0.001	0.001	0.007
10	0.07	0.005	0.8	0.08	0.35	0.011	0.03	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008
11	0.08	0.007	2.2	0.08	0.56	0.008	0.02	0.02	0.02	0.001	0.001	0.003	0.001	0.001	0.007
12	0.08	0.005	1.1	0.08	0.28	0.007	0.03	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008
13	0.07	0.007	1.3	0.08	0.38	0.004	0.03	0.03	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008
14	0.05	0.005	1.5	0.07	0.45	0.005	0.03	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008

【0067】

【表2】

(表1の続き)

No.	鋼の化学成分 (質量%)			
	Of	Of/S	Mn/S	Mn*S
1	0.0053	0.0161	3.6364	0.396
2	0.0048	0.012	3.75	0.6
3	0.0036	0.0072	3.6	0.9
4	0.0026	0.0047	3.4545	1.045
5	0.0052	0.0116	2.8889	0.585
6	0.0065	0.0163	3.75	0.6
7	0.0028	0.0051	3.2727	0.99
8	0.0065	0.0171	2.8947	0.418
9	0.0039	0.0075	2.8846	0.78
10	0.0105	0.03	2.2857	0.28
11	0.0019	0.0034	3.9286	1.232
12	0.007	0.025	3.9286	0.308
13	0.0063	0.0166	3.4211	0.494
14	0.0048	0.0107	3.3333	0.675

【0068】

【表3】

No.	鋼 表 1	熱間圧延条件			線径 (mm)	鋼線			被削性 仕上面 粗さRa (μm)	備 考	区分
		加熱 温度 (°C)	仕上 圧延 温度 (°C)	冷却 速度 °C/min		線径 (mm)	MnS 2.8% log d	平均幅 (μm)			
1	1 2	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.82	132	37.5	比較例
2	2 2	1010	850	0.8	B	6.2	2.21	2.72	134	33.6	発生
3	3 2	1010	855	1.8	B	10.0	2.80	3.15	136	30.2	発生
4	4 2	1010	855	1.8	C	8.0	2.53	2.73	135	29.7	発生
5	5 2	1005	860	* 1.3	D	8.0	2.53	2.71	140	30.1	発生
6	6 2	1020	705	0.8	A	8.0	2.00	2.56	135	28.6	発生
7	7 2	1020	850	0.8	C	8.0	2.00	2.59	137	34.9	発生
8	8 3	1010	850	0.8	D	8.0	2.53	2.57	142	30.1	発生
9	9 3	1005	860	* 1.3	A	8.0	2.53	2.61	144	29.8	発生
10	10 3	1020	705	0.8	C	8.0	2.53	2.61	134	42.6	延割れ
11	11 4	1010	850	0.8	D	8.0	2.53	2.63	135	-	発生
12	12 5	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.61	135	32.5	延割れ
13	13 6	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.61	138	33.9	発生
14	14 6	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.61	135	-	延割れ
15	15 7	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.53	135	-	発生
16	16 8	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.53	132	47.0	延割れ
17	17 9	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.53	138	46.3	発生
18	18 10	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.53	135	48.2	延割れ
19	19 11	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.53	129	47.6	発生
20	20 12	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.53	127	-	延割れ
21	21 13	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.53	127	-	発生
22	22 14	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.53	127	-	延割れ

*600°Cまで0.8 °C/sで冷却後、2.5 °C/sで加速冷却

【実施例2】

【0069】

次に、表4、5（表5は表4の続き）に示した15～26の各組成の低炭素鋼片を実施

出証特2004-3122992

例1と同様に溶製した。表5には、铸造前の溶鋼中の、O_f量とO_f/Sの値も示す。なお、热間圧延条件は実施例1の表3におけるBのパターンとした。これら実機にて得た鋼線の被削性などを各々実施例1と同様に評価した。

【0070】

製造された鋼線材の線径、Mn/Sの平均幅と、Mn/Sの平均幅の鋼材の径（直径d）との関係（2.8 * log d）、初析フェライトの硬度（HV）を表6に示す。また、製造された鋼線材の被削性試験による仕上げ面粗さも表6に示す。なお、製造された鋼線材の組織観察を行なったところ、全てフェライト・パーライト組織であった。

【0071】

表4～6から明らかな通り、発明例23～26、31～34、36の鋼線材は各々表1の鋼15～18、23～26が本発明化学成分組成範囲内からなり、かつ、MnとSの含有量が、Mn * S : 0.40～1.2、Mn/S ≥ 3.0の関係を各々を満たしている。また、铸造前の溶鋼中のO_fが30ppm以上、100ppm未満の範囲、O_f/Sが0.005～0.030の範囲に制御されている。そして、圧延条件も各々前記した好ましい範囲内である。

【0072】

この結果、鋼線材中の硫化物系介在物の平均幅（μm）が2.8 * log d以上であり、かつ、金属組織における初析フェライトの硬度がHV133～150の範囲である。このため、仕上面粗さRaが37.6 μm以下（30.9～37.6 μm）である。

【0073】

これに対して、各比較例27～30は、仕上面粗さRaが43.6～48.3 μmレベルであり、発明例に比して、著しく被削性が劣る。

【0074】

例えば、比較例27は、表4の鋼19のTi、Nb、V、Al、Zrの総量が上限0.020%を超えており、

比較例28は、表4の鋼20のNが下限0.007%を低めに外れている。

比較例29は、表4の鋼21のN含有量が、上限0.035%を高めに外れるために、切削後の表面品質が低下し、仕上面粗さRaが測定できなかった。

比較例30は、初析フェライトの硬度が上限に外れている。

【0075】

以上の結果から、本発明要件の臨界的な意義が分かる。

【0076】

【表4】

No.	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Ni	Ti	Al	V	Nb	Zr	Ti、Al V、Nb Zr総量
15	0.05	0.005	1.2	0.08	0.35	0.012	0.03	0.02	0.001	0.001	0.007	0.001	0.001	0.011	0.009
16	0.05	0.006	1.15	0.07	0.36	0.010	0.03	0.02	0.001	0.001	0.005	0.001	0.001	0.001	0.016
17	0.04	0.005	1.2	0.08	0.35	0.012	0.05	0.03	0.01	0.002	0.001	0.011	0.001	0.001	0.006
18	0.05	0.006	1.3	0.08	0.35	0.010	0.015	0.02	0.001	0.001	0.002	0.001	0.001	0.001	0.026
19	0.05	0.006	1.2	0.08	0.34	0.010	0.025	0.01	0.02	0.005	0.002	0.015	0.002	0.002	0.026
20	0.04	0.006	1.15	0.07	0.35	0.005	0.01	0.03	0.01	0.001	0.001	0.008	0.001	0.001	0.012
21	0.04	0.005	1.2	0.08	0.34	0.035	0.015	0.02	0.01	0.001	0.001	0.008	0.001	0.001	0.012
22	0.05	0.005	1.5	0.07	0.45	0.011	0.025	0.02	0.002	0.002	0.001	0.005	0.001	0.001	0.010
23	0.05	0.004	1.2	0.15	0.35	0.012	0.03	0.01	0.002	0.001	0.005	0.001	0.001	0.001	0.010
24	0.05	0.007	1.15	0.08	0.35	0.012	0.025	0.35	0.01	0.002	0.001	0.006	0.001	0.001	0.010
25	0.05	0.006	1.2	0.09	0.36	0.018	0.025	0.03	0.40	0.001	0.001	0.006	0.001	0.001	0.010
26	0.05	0.005	1.2	0.07	0.34	0.009	0.03	0.36	0.26	0.002	0.001	0.005	0.001	0.001	0.010

【0077】

【表5】

(表4の続き)

No.	鋼の化学成分(質量%)			
	O _f	O _f /S	Mn/S	Mn*S
15	0.0056	0.016	3.4286	0.42
16	0.0057	0.0158	3.1944	0.414
17	0.0065	0.0186	3.4286	0.42
18	0.0061	0.0174	3.7143	0.455
19	0.0056	0.0165	3.5294	0.408
20	0.0057	0.0163	3.2857	0.4025
21	0.0058	0.0171	3.5294	0.408
22	0.0048	0.0101	3.3333	0.675
23	0.0059	0.0169	3.4286	0.42
24	0.0068	0.0194	3.2857	0.4025
25	0.0056	0.0156	3.3333	0.432
26	0.0055	0.0162	3.5294	0.408

【0078】

【表6】

鋼 No 表 4	熱間 圧延 条件	線径 kg-2	MnS 2.8*	鋼線			被削性			備考			区分				
				log D	平端幅 (μm)	(HV)	初折 フリクション 硬さ	仕上面 粗さRa (μm)	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例
																発明例	
23	15	B	8.0	2.53	2.78	132	135	132	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例
24	16	B	8.0	2.53	2.77	135	132	132	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例
25	17	B	6.2	2.21	2.85	138	138	138	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例
26	18	B	10.0	2.80	2.88	138	138	138	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例
27	19	B	8.0	2.53	2.74	127	127	127	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例
28	20	B	8.0	2.53	2.72	127	127	127	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例
29	21	B	8.0	2.53	2.75	128	128	128	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例
30	22	B	8.0	2.53	2.68	152	152	152	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例
31	23	B	8.0	2.53	2.77	136	136	136	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例
32	24	B	8.0	2.53	2.96	140	140	140	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例
33	25	B	8.0	2.53	2.73	139	139	139	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例
34	26	B	8.0	2.53	2.75	142	142	142	34.1	31.6	37.6	32.8	48.3	47.3	—	表面品質低下	発明例

【産業上の利用可能性】

【0079】

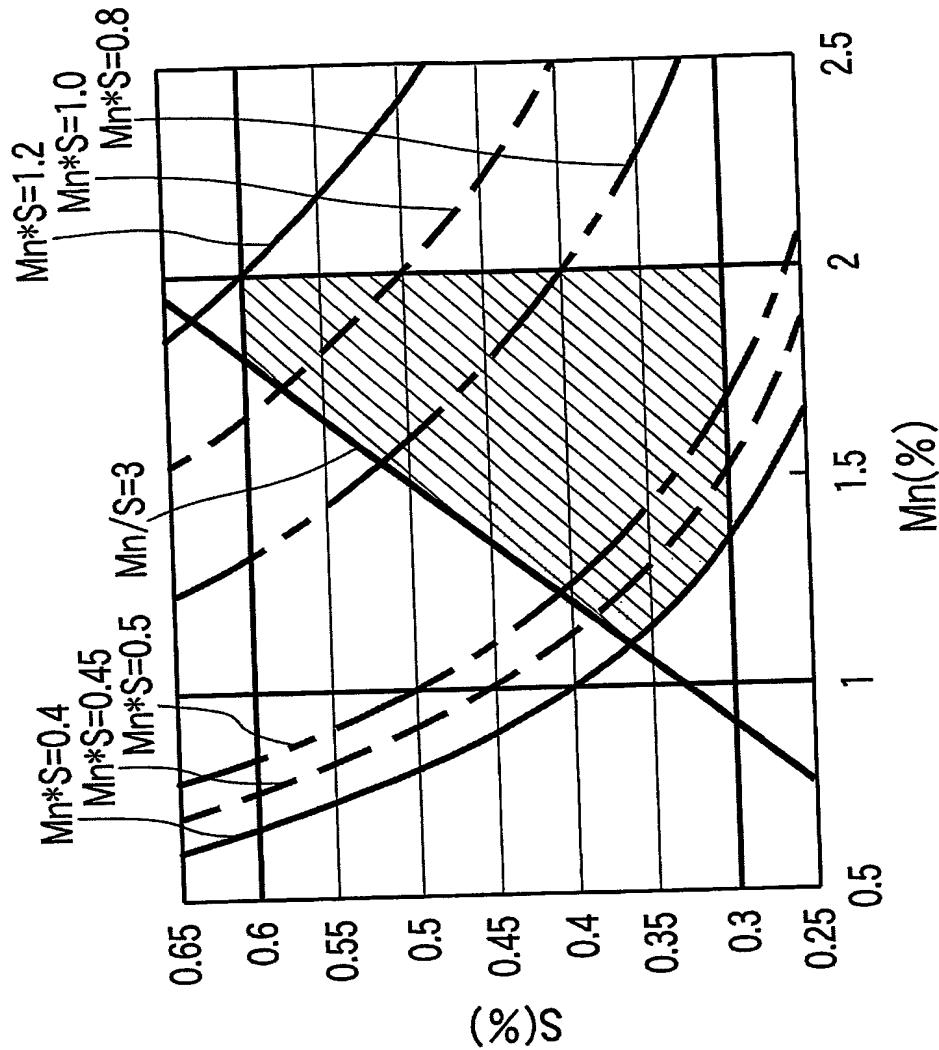
以上説明したように、本発明によれば、毒性のあるPbや、Bi、Teなどの特殊元素を添加しない場合であっても、特に仕上面粗さが優れた被削性を有する低炭素硫黄系快削鋼材およびその好適な製造方法を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【0080】

【図1】本発明におけるMnとSとの含有量の関係を示す説明図である。

【書類名】 図面
【図1】



【書類名】要約書

【要約】

【課題】 毒性のあるPbや、Bi、Teなどの特殊元素を添加しない場合であっても、特に仕上面粗さが優れた被削性を有する低炭素硫黄系快削鋼材およびその好適な製造方法を提供することを目的とする。

【解決手段】 C: 0.02~0.12%、Si: 0.01%以下、Mn: 1.0~2.0%、P: 0.05~0.20%、S: 0.30~0.60%、N: 0.007~0.03%を含み、かつ、MnとSの含有量が、Mn*S: 0.40~1.2、Mn/S ≥ 3の関係を各々を満たし、残部Feおよび不可避的不純物からなり、金属組織がフェライト・パーライト組織からなる鋼材であって、この鋼材の直径をd (mm) とするとき、鋼材中の硫化物系介在物の平均幅 (μm) が $2.8 * \log d$ 以上であり、かつ、前記金属組織における初析フェライトの硬度がHV133~150であることとする。

【選択図】 図1

特願 2003-401831

出願人履歴情報

識別番号

[000001199]

1. 変更年月日

2002年 3月 6日

[変更理由]

住所変更

住 所

兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番26号

氏 名

株式会社神戸製鋼所

Document made available under the Patent Cooperation Treaty (PCT)

International application number: PCT/JP04/017600

International filing date: 26 November 2004 (26.11.2004)

Document type: Certified copy of priority document

Document details: Country/Office: JP
Number: 2003-401831
Filing date: 01 December 2003 (01.12.2003)

Date of receipt at the International Bureau: 04 February 2005 (04.02.2005)

Remark: Priority document submitted or transmitted to the International Bureau in compliance with Rule 17.1(a) or (b)



World Intellectual Property Organization (WIPO) - Geneva, Switzerland
Organisation Mondiale de la Propriété Intellectuelle (OMPI) - Genève, Suisse